

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

In re Patent Application of

Syuji NAKAI et al.

Application No.: 09/989,530

Filed: November 21, 2001

For: **ULTRA-LOW CARBON STEEL SHEET
AND A METHOD FOR ITS
MANUFACTURE**

Group Art Unit: 1742

Examiner: Not Yet Assigned

CLAIM FOR CONVENTION PRIORITYAssistant Commissioner for Patents
Washington, D.C. 20231

Sir:

The benefit of the filing date of the following prior foreign applications in the following foreign country is hereby requested, and the right of priority provided in 35 U.S.C. § 119 is hereby claimed:

Japanese Patent Application No. 2000-359370

Filed: November 27, 2000; and

Japanese Patent Application No. 2001-261501

Filed: August 30, 2001.

In support of this claim, enclosed are certified copies of said prior foreign applications. Said prior foreign applications were referred to in the oath or declaration. Acknowledgment of receipt of the certified copies is requested.

Respectfully submitted,

BURNS, DOANE, SWECKER & MATHIS, L.L.P.

Date: January 25, 2002

By: 

Peter K. Skiff

Registration No. 31,917

P.O. Box 1404
Alexandria, Virginia 22313-1404
(703) 836-6620

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office

出 願 年 月 日 JAN 25 2002
Date of Application 2001年 8月30日

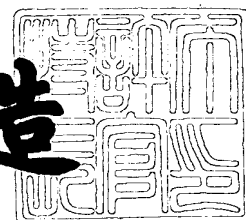
出 願 番 号
Application Number: 特願2001-261501

出 願 人
Applicant(s): 住友金属工業株式会社

2001年11月26日

特 許 庁 長 官
Commissioner,
Japan Patent Office

及 川 耕 造



出証番号 出証特2001-3103162

【書類名】 特許願

【整理番号】 S1X5008P

【あて先】 特許庁長官殿

【国際特許分類】 C22C 38/00
C22C 38/14

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県鹿嶋市大字光 3 番地 住友金属工業株式会社鹿島
製鉄所内

【氏名】 中居 修二

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県鹿嶋市大字光 3 番地 住友金属工業株式会社鹿島
製鉄所内

【氏名】 金井 達生

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工
業株式会社内

【氏名】 樋口 善彦

【発明者】

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号 住友金属工
業株式会社内

【氏名】 平城 正

【特許出願人】

【識別番号】 000002118

【住所又は居所】 大阪府大阪市中央区北浜 4 丁目 5 番 3 3 号

【氏名又は名称】 住友金属工業株式会社

【代理人】

【識別番号】 100081352

【住所又は居所】 東京都中央区日本橋本町 4 丁目 4 番 2 号東山ビル 広瀬
内外特許事務所

【弁理士】

【氏名又は名称】 広瀬 章一

【先の出願に基づく優先権主張】

【出願番号】 特願2000-359370

【出願日】 平成12年11月27日

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 000365

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9708159

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 極低炭素薄鋼板とその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C : 0.010 %以下、 Si : 0.5 %以下、 Mn : 1.5 %以下、

P : 0.12%以下、 S : 0.030 %以下、 Al : 0.080 %以下、

N : 0.0080%以下、

Ti : 0.10%以下および／またはNb : 0.05%以下

を含む化学組成を有する鋼板であって、JIS G0555 に基づく、60視野における非金属介在物の観察総数が20個以下であることを特徴とする極低炭素薄鋼板。

【請求項 2】 前記化学組成が、さらに B : 0.0050%以下を含むことを特徴とする請求項 1 記載の極低炭素薄鋼板。

【請求項 3】 前記化学組成が、さらに V : 0.05%以下を含むことを特徴とする請求項 1 または 2 記載の極低炭素薄鋼板。

【請求項 4】 前記化学組成が、さらに Ca : 0.0050%以下を含むことを特徴とする請求項 1 ないし 3 のいずれかに記載の極低炭素薄鋼板。

【請求項 5】 前記化学組成が、さらに不可避免的成分として Cu、Cr、Sn、Sb をそれぞれ最大 0.1 %を含むことを特徴とする請求項 1 ないし 4 のいずれかに記載の極低炭素薄鋼板。

【請求項 6】 質量%で、

C : 0.010 %以下、 Si : 0.5 %以下、 Mn : 1.5 %以下、

P : 0.12%以下、 S : 0.030 %以下、 Al : 0.080 %以下、

N : 0.0080%以下、

Ti : 0.10%以下および／またはNb : 0.05%以下

ならびに

B : 0 ～0.0050%、 V : 0 ～0.05%、 Ca : 0 ～0.0050%、

ただし、不可避免的成分として Cu、Cr、Sn、Sb をそれぞれ最大 0.1 %までは許容される

を含む化学組成を有する鋼に、転炉精錬、取鍋における二次精錬、連続鑄造、そ

して熱間圧延を行う極低炭素薄鋼板の製造方法であって、転炉出鋼後の二次精錬に際して、精錬容器内に溶鋼を収容し、雰囲気減圧に調整可能な直胴型浸漬管を精錬容器内の溶鋼に浸漬し、溶鋼中に攪拌用ガスを吹き込むことを特徴とする請求項 1 ないし 5 のいずれかに記載の極低炭素薄鋼板の製造方法。

【請求項 7】 連続 casting 時の取鍋スラグ中の (FeO)+(MnO) を 15 質量%以下に制御し、加えて、 casting 時のスループット量を 5Ton/分以下とすることを特徴とする請求項 6 記載の極低炭素薄鋼板の製造方法。

【請求項 8】 連続 casting により得られたスラブに熱間圧延を行うに際して、スラブ平均温度を 1100℃ 以上から熱間圧延を開始し、仕上げ圧延の出口温度を Ar_3 点以上とすること、さらに巻取温度を 450 ~ 750 ℃ とすることを特徴とする請求項 6 または 7 記載の極低炭素薄鋼板の製造方法。

【請求項 9】 前記熱間圧延において、粗圧延後に加熱または短時間の保熱処理を行って、圧延コイルの全長にわたり、仕上げ圧延の出口温度を Ar_3 点以上とすることを特徴とする請求項 8 に記載の極低炭素薄鋼板の製造方法。

【請求項 10】 得られた熱延鋼板を脱スケールし、45%以上の圧下率で冷間圧延を行い、続いて焼鈍処理を行う際に、該焼鈍処理がバッチ焼鈍の場合にあっては 650 ℃ 以上、また連続焼鈍の場合にあっては 750 ℃ 以上の均熱処理を実施し、その後、調質圧延を施すことを特徴とする請求項 6 ないし 9 のいずれかに記載の極低炭素薄鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、極低炭素薄鋼板とその製造方法に関する。より詳述すれば、本発明は、電気モータのケースやオイルクリーナのケースなどのプレス製品を製造する場合のように、複雑かつ強い程度のプレス加工を行っても、介在物を起点として起こるピンホール欠陥やプレス割れなどの成形不良の発生を抑制しうる板厚 0.30 mm 以上の極低炭素薄鋼板とその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】

従来、プレス加工には、焼鈍された冷延鋼板が用いられている。そのような冷延鋼板は主に低炭素Alキルド鋼が使用され、焼鈍方法はバッチ焼鈍が基本であった。

【0003】

近年、生産性の向上が求められており、連続焼鈍を基本とする製造方法へと変化してきている。これに伴い、強加工が求められる用途には成形性の良い極低炭素鋼板が用いられるようになった。

【0004】

しかし、この極低炭素鋼は、例えば電気モータのケースやオイルクリーナのケースのように強加工が求められる用途に供されると、ピンホール欠陥やプレス割れなどの成形不良を発生することがある。

【0005】

ところで、これらに類似した用途に用いられる材料には板厚が0.30mm未満の缶用冷延鋼板があり、この場合は加工レベルがさらに厳しく、製缶不良を抑制するための種々の方策がとられている。

【0006】

例えば、特開平6-172925号公報、特開平7-207403号公報などではスラブ中の介在物量を微細分散させる方法が開示されている。

また、特開平6-17111号公報では、スラグ中のFeO、MnOを低減して鋼中介在物を低減する方法が開示されているが、そのためにはCaまたはMgを主体とした合金あるいは還元剤を用いている。

【0007】

さらに、特開平11-36045号公報、特開平11-279678号公報でも上述のような欠陥を生じさせない方法として介在物組成を制御することを開示している。

しかしながら、これらは低炭素Alキルド鋼に関するものである。このため複雑な形状を有する自動車部品などを製造する強加工を施す冷延鋼板としては不適切なことが多い。本明細書では、このような用途での強加工を「複雑強加工」と云う。

【0008】

一方、低炭素鋼で介在物を低減させる方法は特開平11-279721号公報が開示しているが、その用途はブリキ、ティンフリー鋼、つまり製缶用であり板厚が0.26mm以下となっている。

【0009】

特開2000-1746号公報でも介在物の生成を阻止する方法が挙げられているが、Caおよび／またはREM を添加することを前提としているため、FeO、MnO を主体とした酸化物系介在物を低減しても、逆にCaあるいはREM 系の介在物が増加してしまう欠点を有していた。

【0010】

なお、極低炭素鋼を製造する際の二次精錬装置としては特開平11-36045 号公報の段落[0030]、特開2000-1746号公報の段落[0003]に記載のRH真空処理装置を用いることが一般的であり、RH真空処理装置により真空脱炭および脱炭後の脱酸処理を行うことが一般的な二次精錬処理方法である。

【0011】

【発明が解決しようとする課題】

本発明の課題は、C:0.010 %以下の極低炭素鋼を用いて、例えば電気モータのケースやオイルクリーナのケースなどを製造するために、「複雑強加工」を行っても、ピンホール欠陥やプレス割れなどの成形不良の発生を抑制しうる板厚0.30mm以上の薄鋼板とその製造方法を提供することである。

【0012】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、板厚0.30mm以上の加工用冷延鋼板において、極低炭素鋼が低炭素Alキルド鋼よりもピンホールやプレス割れの生じやすい原因について調査を行い、その抑制手段に関し、次のような知見を得た。

【0013】

(1) 低炭素Alキルド鋼は、転炉からの出鋼時に強力な脱酸処理を行っている。また、転炉出鋼から真空脱ガス開始までは、取鍋の移動等に要する時間を必要とする。このため、出鋼時に生成した脱酸生成物の大半は、真空脱ガス処理開始までの時間内に取鍋中の溶鋼の上方に既に浮上し、溶鋼上面のスラグに吸着除去さ

れる。さらに、真空脱ガス処理中に、介在物は除去される。

【0014】

これに対し、極低炭素鋼の転炉出鋼時は全く脱酸処理を行わないか、あるいは少量のAlを添加する弱い程度の脱酸処理のみであり、真空脱ガス処理で脱炭を行った後に脱酸を行う。このため、脱酸から鋳込みまでの時間が短く、低炭素Alキルド鋼の場合と比較して、鋼中の酸化物系介在物は多量に残留する。そしてこのような酸化物系介在物を起点としてピンホールやプレス割れが生じる。

【0015】

(2) 強力な加工時にピンホールなどの欠陥を発生させる原因は、上記(1)の精錬段階で鋼中に残留した介在物の存在の他に、鋳造段階でスラブ中に巻き込まれる介在物の存在も原因となる。そして、これらの介在物の由来は、取鍋スラグや連続鋳造時のパウダーである。

【0016】

これらの知見(1) および(2) を同時に解決する条件で製造したスラブを用いて熱間圧延鋼板を得る。さらに、脱スケール後、冷間圧延を行い、焼鈍処理を経て冷延鋼板とすることにより、「複雑強加工」を行っても、介在物を起点としたピンホール欠陥やプレス割れなどの成形不良の発生を抑制できる薄鋼板の製造が可能なことを見出し、本発明を完成した。

【0017】

すなわち、本発明は、質量%で、C : 0.010 %以下、Si : 0.5 %以下、Mn : 1.5 %以下、P : 0.12%以下、S : 0.030 %以下、Al : 0.080 %以下、N : 0.0080 %以下、ならびにTi : 0.10%以下および/またはNb : 0.05%以下を含む化学組成を有する鋼板であって、JIS G0555 に基づく、60視野における非金属介在物の観察総数が20個以下であることを特徴とする極低炭素薄鋼板である。

【0018】

前記化学組成は、さらにB : 0.0050%以下を含むものであってもよい。

前記化学組成は、さらにV : 0.05%以下を含むものであってもよい。

前記化学組成は、さらにCa : 0.0050%以下を含むものであってもよい。

【0019】

通常、上述のような化学組成には、各種不可避免的成分が含有されるが、本発明の場合、そのような不可避免的成分として、Cu、Cr、Sn、Sbをそれぞれ最大0.1 %を含むものであってもよい。

【 0 0 2 0 】

本発明は、その別の面からは、上述のような化学組成の溶鋼を、転炉製鋼により製造し、取鍋での二次精錬を経て、連続鋳造、熱間圧延、そして冷間圧延、さらに、連続焼鈍を行うことで極低炭素薄鋼板とするが、転炉出鋼後の二次精錬に際して、精錬容器内に収容し、雰囲気減圧に調整可能な直胴型浸漬管を精錬容器内の溶鋼に浸漬し、溶鋼中に攪拌用ガスを吹き込むことを特徴とする極低炭素薄鋼板の製造方法である。

【 0 0 2 1 】

脱ガス処理後には、連続鋳造を行うが、連続鋳造時の取鍋スラグ中の(FeO)+(MnO)を15質量%以下に制御し、加えて、鋳造時のスループット量を5Ton/分以下とする。

【 0 0 2 2 】

かかる処理方法によれば、例えば、スラブ中の粒径 $35\mu\text{m}$ 以上のクラスター系介在物個数を15000個/10kg以下とし、スラブ中の粒径 $35\mu\text{m}$ 以上の球状介在物個数を400個/10kg以下とすることができる。

【 0 0 2 3 】

さらに、連続鋳造により得られたスラブに熱間圧延を行うに際して、スラブ平均温度 1100°C 以上から熱間圧延を開始し、仕上げ圧延の出口温度を Ar_3 点以上とすること、さらに巻取温度を $450 \sim 750^{\circ}\text{C}$ とする。

【 0 0 2 4 】

前記熱間圧延において、粗圧延後に加熱または短時間の保熱処理を行って、圧延コイルの全長にわたり、仕上げ圧延の出口温度を Ar_3 点以上としてもよい。

このようにして得られた熱延鋼板は、脱スケールし、45%以上の圧下率で冷間圧延を行い、続いて焼鈍処理を行う際に、該焼鈍処理がバッチ焼鈍の場合にあっては 650°C 以上、また連続焼鈍の場合にあっては 750°C 以上の均熱処理を実施し、その後、調質圧延を施す。

【 0 0 2 5 】

本発明によれば、複雑強加工を必要とする用途に供されても、ピンホール欠陥やプレス割れなどの成形不良を抑制しうる薄鋼板が得られる。

【 0 0 2 6 】

【発明の実施の形態】

次に、本発明において化学組成、製造条件、および介在物の形態を上述のように規定した理由について説明する。なお、本明細書において本発明にかかる鋼の化学組成およびスラグ組成を規定する「%」は、とくにことわりがない限り、「質量%」である。

【 0 0 2 7 】

A) 化学組成

C: 本発明は真空脱ガス装置を用いて脱炭反応を行う溶鋼が前提の発明であるため、転炉だけでは不可能な領域としてCの上限を0.010 %とし、下限については特に制限はない。好ましくは、0.007 %以下である。

【 0 0 2 8 】

Si: 脱酸剤および製品の強化成分としてSiは用いられるが、本発明の場合、真空脱ガス装置を用いて行う脱炭反応終了後にSiの合金鉄を用いてSiを添加する。Si合金鉄の添加量が余り多いと、合金鉄中のCにより溶鋼全体のC%が過剰に増加し、極低炭鋼としての製品性能が劣化するため、上限を0.5 %とした。好ましくは、0.3 %以下である。下限については特に制限はない。

【 0 0 2 9 】

Mn: Siと同様であるが、上限については1.5 %とする。好ましくは、1.3 %以下である。

P: 冷間圧延製品の固溶強化成分として広く用いられているが、やはり脱炭反応終了後にPの合金鉄を用いて添加する。P合金鉄の添加量が余り多いと、合金鉄中のCにより溶鋼全体のC%が過剰に増加し、極低炭鋼としての製品性能が劣化するため、上限を0.12%とした。下限については特に制限はない。

【 0 0 3 0 】

S: 製品性能の劣化抑制の観点からSは低いほど好ましく、上限を0.030 %と

する。

Ti : 極低炭素鋼においては固溶C、固溶Nのない、いわゆるIF鋼(interstitial-free steel) が製品性能に優れるため多用されている。そのためにはTiC、TiNとして析出させるに足るTi量が必要だが、余り過剰なTiはコストアップをもたらすだけでなく、製品性能も劣化するため、上限は0.10%とした。好ましくは、0.002 ~ 0.08%である。

【 0 0 3 1 】

Nb : IF鋼を得るためにTiに代えてあるいはTiと共にNbが0.05%以下添加される。好ましくは、Ti添加に加えてNbを複合添加したり、例えばTi添加に加えてNbも0.05%以下複合添加して、あるいはNbとBを複合添加することによっても、優れたIF鋼を得ることができる。さらに、Ti添加量を主にTiN、TiSの析出に足る量とし、固溶Cを残留させBH性(焼付け硬化性)を付与させることがある。いずれの用い方としてもNbの上限値として0.05%で十分である。好ましくは、0.02%以下である。

【 0 0 3 2 】

Al : 真空脱ガス装置を用いて脱炭反応終了後に脱酸剤として添加する。過剰添加しても脱酸効果は薄れるだけでなく、アルミナ系介在物を増加させるため上限は0.080%にする。好ましくは、0.05%以下である。

【 0 0 3 3 】

N : 極低炭素鋼としてNは低いほどTi添加量を低く抑制できる。また、析出物の増加による製品性能の劣化が抑制できるため上限を0.0080%とした。好ましくは、0.0050%以下である。

【 0 0 3 4 】

次に、本発明にあっては、上述の化学組成に加えて、B、V、Caの少なくとも1種を添加することで複雑強加工性をさらに改善するようにしてもよい。

B : Ti添加した極低炭素鋼薄鋼板を複雑強加工したときの最大の欠点となる耐二次加工脆性を改善するために必要により添加することができる。さらに、Ti添加しない極低炭素薄鋼板においては、固溶Nを析出させる効果を有する。いずれの場合においても0.0050%超ではその効果が飽和するため、これを上限とした

V：極低炭素鋼において固溶N、固溶Cの析出を一層促すために、炭化物や窒化物を析出させる成分として、必要によりVを用いることがあるがその効果の上限は0.05%である。

【0035】

Ca：強脱酸剤であり、鑄込みノズル詰まりを抑制する目的で必要により添加することがあるが、過剰添加はCa系介在物を増加させるので上限は0.0050%とする。

【0036】

Cu、Cr、Sn、Sb：いずれも不可避的不純物元素で多量に含有すると、延性が劣化してプレス割れを生じることがあるので、それぞれの許容上限を0.1 %とする。

【0037】

本発明にかかる極低炭素鋼は例えば従来のように転炉精錬、真空処理を伴った二次精錬、連続鑄造、熱間圧延、そして必要により、さらに冷間圧延を経て製造される。その際に各製造段階で以下に特定する条件の下で製造することが好ましい。

【0038】

B) 精錬条件

真空脱ガス後の取鍋スラグ中における低級酸化物 (FeO + MnO) 比率と連続鑄造後のスラブ中におけるクラスター系介在物 (主にアルミナ) との関係を調査したところ図1の結果を得た。

【0039】

図1の結果からもわかるように、(FeO+MnO)%が15%を超えるとクラスター状介在物数が急激に増加することが認められた。

従って、これが急増しない領域すなわち (FeO + MnO) %を15%以下とする。これにより、スライム法で抽出した粒径35 μ m以上のクラスター系介在物数を15000 個/10kg 以下とすることができる。

【0040】

C) 鑄造条件

連続鋳造時のノズルにおけるスループット量と、鋳造時に鋼中に巻き込まれると推定される、主に取鍋スラグまたは連続鋳造パウダーに由来する粒径 $35\mu\text{m}$ 以上の酸化物系球状介在物との関係について詳細に調査を実施したところ、図2の結果を得た。

【0041】

図2の結果からも分かるように、球状介在物はスループット量が $5\text{Ton}/\text{min}$ 超で急増することが認められた。従って、本発明ではこれを $5\text{Ton}/\text{min}$ 以下とし、これによりスライム法で抽出される大きさ $35\mu\text{m}$ 以上の球状介在物数は400個/10kg以下とすることができる。

【0042】

D) 真空精錬条件

真空脱ガス装置としては一般的にRH真空脱ガス処理装置が使用される。

図3はその概略説明図であり、取鍋10中の溶鋼12は、RH装置14を構成するAr吹込みノズル16を備えた上昇管18、真空排気系20に連結された真空槽本体22、および下降管24を経由して真空槽22内を循環する。真空槽22内が真空にされ脱ガスが行われるとともに酸素吹込用の昇降ランス26からの酸素吹き込みによる脱炭が行われる。また、合金投入口28からの合金成分の投入により最終的な成分調整が行われる。

【0043】

図4は本発明の別の態様を示すもので、図中、真空槽22として雰囲気を減圧に調整可能な直胴型浸漬管30を使用し、取鍋10の底部に設けたポーラスノズル32から溶鋼中にArガスを吹込みつつ、真空雰囲気下の浸漬管内に溶鋼12を吸引する。その他の操作は図3の場合に同様である。

【0044】

次に、この雰囲気を減圧に調整可能な直胴型浸漬管から構成される装置（図4）を用いて、この浸漬管を精錬容器内の溶鋼に浸漬し、溶鋼中に攪拌用ガスを導入して溶鋼を真空精錬した後に連続鋳造を行い、得られた鋳片からスライム法に基づき抽出された大きさ $35\mu\text{m}$ 以上のクラスター系介在物数を調査した。図4の場合は取鍋の底部に設けられた底吹ポーラスノズルからArガスの吹き込みが行わ

れている。その結果、クラスター系介在物個数は15000 個/10kg 以下であることが認められた。

【 0 0 4 5 】

この真空精錬方法では取鍋スラグの攪拌が可能であるために、減圧下脱炭しAl 添加した後に、溶鋼中Alを用いて取鍋スラグ中FeO、MnO を還元することが可能であり、これによって処理後(FeO+MnO)を容易に低減することができる。また、浸漬管内径D(m)、取鍋内径Do(m)とした時のD/Do を調整することにより介在物個数はさらに低減できることがわかった。

【 0 0 4 6 】

図5にはD/Do と介在物個数の関係を示すが、D/Do を0.5 以上とすることが介在物個数低減に好ましいことがわかる。D/Do が0.5 未満では浸漬管内に収容できるスラグ量が少ないためスラグ中の低級酸化物低減効果が低下してしまうためである。

【 0 0 4 7 】

E) 熱間圧延、冷間圧延条件

スラブ加熱温度は基本的に低温ほど熱間圧延後の結晶粒が細粒となり、冷間圧延母材としては好ましい。しかしそれは熱間圧延の仕上げ出口温度を Ar_3 点以上に保つための温度が得られることが前提である。そのために再加熱あるいは直送型で保熱または均熱さらには直送+加熱型であっても、熱間圧延の開始温度は1100℃以上とする。

【 0 0 4 8 】

熱間圧延の仕上げ出口温度は製品性能を良好なものとするため、全長全幅にわたって Ar_3 点以上を確保して熱延鋼板とする。 Ar_3 点未満では成形性に好ましくない結晶方位が発生し、ひいては冷延製品を複雑強加工したとき、介在物原因でない、いわゆる成形性不足によりプレス割れなどを生じることがある。また、上記目的達成の手段として粗圧延後のバーを再加熱したり、均熱化のため保熱することや連続仕上げ圧延を実施することも可能である。

【 0 0 4 9 】

熱間圧延後の巻取温度は高温ほど軟質となり、深絞り用途に適しているが、75

0℃より高温にすると摩擦が低下してコイラーで巻取りが困難になる。また、高強度薄鋼板などは適度に巻取温度を低下させることにより製品の強度調整が行えるが、450℃より低いと効果が少なく、これを下限とする。

【0050】

冷間圧下率は冷間圧延製品としての良好な成形性に加え板厚精度、表面性状を得るため圧下率45%以上とする。これにより、介在物原因でない、いわゆる成形性不足により起こるプレス割れなどを抑制することが可能である。

【0051】

焼鈍温度は冷間圧延後再結晶および結晶粒成長を促し、良好な成形性を得るため、バッチ焼鈍では650℃以上、連続焼鈍では750℃以上とする。これにより、介在物原因でない、いわゆる成形性不足により起こるプレス割れなどを抑制することが可能である。

【0052】

これまで述べてきた精錬条件、 casting 条件、真空精錬条件、そして熱間・冷間圧延条件については好ましくはその1または2以上を満足すれば良いが、満足する条件が多くなればそれだけ複雑強加工用により好ましい極低炭素薄鋼板が得られる。

【0053】

F) 圧延製品の介在物

上記方法で製造した圧延鋼板、例えば冷延鋼板はその介在物量が極めて少ない。JIS G0555に基づく非金属介在物測定によれば、介在物のほとんどがC₁、C₂と分類される。従来、介在物量の測定は顕微鏡下で介在物により占められた格子点数をもとに算出されるが、本発明による介在物は微細で、分散しているため従来法による評価ではいずれも0%となり、優劣の判定が困難であった。

【0054】

そこで、本発明にあつてはJIS G0555に基づくものの、60視野における非金属介在物の観察総数（格子点にかかるか否かによらず、介在物の存在数を計数）で評価する。

【0055】

ここに、JIS G0555 に基づく本発明における介在物の計測方法は次の通りである。まず、試験片を圧延方向に沿って中心部から切り出し、焼入れした表面を研磨してから、400 倍の倍率の顕微鏡視野で介在物の数を計測し、合計視野数を60 として、計測した介在物の数を合計する。

【 0 0 5 6 】

本発明による介在物の観察総数が20個以下の鋼板は、複雑強加工用途に供されても、介在物を起点としたピンホール欠陥やプレス割れなどの成形不良は発生しない。

【 0 0 5 7 】

このようにして得られた冷延鋼板は、その後、電気めっきあるいは塗装を施す等の表面処理を行うことができる。また、連続溶融亜鉛めっきも適用が可能なことは言うまでもない。

【 0 0 5 8 】

なお、本発明を熱延鋼板として用いることも状況によっては可能であり、その点についても特に制限するものではない。

本発明において極低炭素薄鋼板の板厚を好ましくは0.30mm以上とするが、その上限は制限ないが、プレス成形の限界厚さとして一般には6mm以下である。

【 0 0 5 9 】

【実施例】

表1に本例で用いた供試材の溶鋼成分値を、表2にスラグの組成およびスラブ中のクラスター系介在物数および鑄造条件とスラブ中の球状介在物数をそれぞれ示す。また、表3に製品性能を示す。

【 0 0 6 0 】

ここで、成形性の評価は絞り比=1.8 の円筒深絞り試験を行い、側壁部に生じた欠陥の発生率%で判定した。これは製缶用の成形性評価より厳しく、本発明に言う「複雑強加工用途」における成形性を評価するものである。

【 0 0 6 1 】

これには成形性が劣るために絞り割れを生じるケースと、絞り成形は可能であっても、側壁部にピンホールを生じるケースがあり、いずれも不良として評価集

計した。

【 0 0 6 2 】

結果は同じく表 3 に示す。

本発明によれば、複雑強加工を実施しても介在物によるピンホールなどの表面欠陥および成形不良の生じない、圧延鋼板が得られることが明らかである。

【 0 0 6 3 】

【表 1】

鋼	化 学 組 成												(mass%)				
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	Al	N	B	V	Ca	Cu	Cr	Sn	Sb	
1	0.0033	0.02	0.19	0.014	0.008	0.056	—	0.027	0.0024	0.0005	0.01	—	0.03	0.02	0.0080	0.0031	
2	0.0012	0.05	0.22	0.013	0.007	0.023	0.008	0.031	0.0018	0.0001	—	0.0002	0.02	0.04	0.0005	0.0007	
3	0.0024	0.01	0.36	0.034	0.004	0.007	0.007	0.031	0.0021	—	—	—	0.02	0.02	0.0004	0.0011	
4	0.0028	0.08	0.38	0.031	0.005	0.008	0.006	0.027	0.0018	—	—	—	0.02	0.01	0.0003	0.0035	
5	0.0054	0.11	1.40	0.090	0.010	0.059	0.018	0.023	0.0045	0.0014	—	0.0001	0.01	0.03	0.0030	0.0004	
6*	0.0400*	0.01	0.26	0.015	0.006	— *	— *	0.038	0.0032	—	—	—	0.03	0.02	0.0030	0.0015	
7*	0.0034	0.03	0.19	0.013	0.012	0.120*	—	0.087*	0.0033	—	—	0.0011	0.03	0.05	0.0004	0.0033	
8*	0.0022	0.85*	1.70*	0.150*	0.006	0.088	0.022	0.026	0.0017	0.0026	—	—	0.06	0.03	0.0010	0.0055	
9	0.0025	0.02	0.23	0.015	0.004	0.021	0.007	0.028	0.0022	0.0001	—	—	0.02	0.01	0.0003	0.0011	
10	0.0024	0.01	0.21	0.013	0.005	—	0.022	0.031	0.0019	0.0018	—	—	0.01	0.02	0.0004	0.0012	
11	0.0022	0.01	0.19	0.012	0.004	0.070	—	0.029	0.0021	0.0003	—	—	0.02	0.01	0.0002	0.0009	
12	0.0018	0.02	0.22	0.014	0.004	0.033	0.008	0.032	0.0023	0.0003	—	—	0.02	0.01	0.0005	0.0008	
13	0.0016	0.05	0.24	0.016	0.005	0.041	0.010	0.027	0.0024	—	—	—	0.02	0.02	0.0003	0.0011	

*: 本発明の範囲外

【0064】

【表2】

鋼 No	精 錬 条 件			スラブ 質量 (kg/10kg)	スラブ 形状 (個/10kg)	熱 延 条 件				冷 延 条 件		区 分
	二次精錬装置	D/D ₀	FeO+ MnO (mass%)			熱延開始 温度 (℃)	加熱保持	仕上出口 温度 (℃)	巻取 温度 (℃)	焼鈍 種類	焼鈍 温度 (℃)	
1a	RH	—	8.0	8070	3.9	1120	なし	920	680	CAL	810	◎ 本発明例
1b						1140	なし	930	680	CAL	811	△ 比較例
1c						1040	粗バト-7	900	680	CAL	810	◎ 本発明例
1d						1040	なし	850*	680	CAL	810	○ 比較例
2a	RH	—	3.5	4210	4.4	1100	なし	930	580	CGL	830	◎ 本発明例
2b						1100	なし	910	580	BAF	700	◎ 本発明例
2c						1100	なし	930	580	CGL	830	△ 比較例
2d						1100	なし	930	580	BAF	710	△ 比較例
3a	RH	—	18.0*	38000*	2.8	1080	なし	900	610	CAL	800	△ 比較例
4a	RH	—	5.5	8030	3.6	1090	なし	900	610	CAL	800	◎ 本発明例
5a	RH	—	14.0	14600	2.6	1160	なし	890	710	CGL	820	◎ 本発明例
5b						1060	粗バト-7	900	710	CGL	820	◎ 本発明例
5c						1060	粗バト-7	900	400*	CGL	820	○ 比較例
5d						880*	なし	880	650	CAL	780	× 比較例
6a*	RH	—	3.0	310	5.4*	1120	なし	920	650	CGL	800	×、△ 比較例
7a*	RH	—	12.0	13080	3	1100	なし	920	650	CGL	800	× 比較例
7b*						1050	粗バト-7	950	700	CGL	820	×、△ 比較例
8a*	RH	—	22.0*	56500*	4.1	1080	なし	910	600	CAL	800	◎ 本発明例
9a	直胴型浸漬管	0.40	12.1	13100	4.2	1080	なし	910	600	CAL	800	△ 比較例
9b						980	粗バト-7	900	560	CGL	800	◎ 本発明例
10a	直胴型浸漬管	0.48	10.3	10800	3.0	980	粗バト-7	900	560	CGL	800	△ 比較例
10b						1080	なし	900	560	CGL	800	◎ 本発明例
11a	直胴型浸漬管	0.55	3.3	2600	2.5	1080	なし	900	680	CGA	830	◎ 本発明例
11b						1040	なし	920	680	CAL	830	△ 比較例
12a	直胴型浸漬管	0.62	3.3	2100	3.8	1040	なし	920	650	CGL	830	◎ 本発明例
12b						1040	なし	920	650	CGL	830	△ 比較例
13a	直胴型浸漬管	0.71	3.1	1300	4.3	1080	なし	900	560	BAF	700	◎ 本発明例
13b						1060	なし	900	560	BAF	700	△ 比較例

(注) * : 本発明の範囲外
 粗バト-7 : 熱延延延を実施する際、粗延延後に加熱または短時間の保熱処理を行う装置
 BAF : パッチ焼鈍、CAL : 連続焼鈍、CGL : 連続式溶融亜鉛めっき

【00065】

【表 3】

鋼 No	製 品 性 能									区 分	
	製品種別	製品 介在物 観察数	板厚 (mm)	Y P (N/mm ²)	T S (N/mm ²)	E L (%)	r 値	成形 不良率 (%)	成形不良の原因		
1a	電気めき	12	0.70	144	310	48	1.9	0	—	◎	本発明例
1b	電気めき	29*	0.70	135	305	48	1.9	3.1**	ピンホール	△	比較例
1c	冷延まま	8	0.65	135	308	47	2.0	0	—	◎	本発明例
1d	冷延まま	11	0.65	122	267	41	1.2**	23.0**	絞り割れ	○	比較例
2a	溶融めき	7	0.75	126	297	50	2.0	0	—	◎	本発明例
2b	冷延まま	3	0.90	153	317	45	1.7	0	—	◎	本発明例
2c	溶融めき	38*	0.75	131	301	49	2.0	7.2**	ピンホール	△	比較例
2d	冷延まま	56*	0.90	144	312	47	1.7	2.3**	ピンホール	△	比較例
3a	冷延まま	131*	0.70	210	353	42	1.7	12.0**	ピンホール	△	比較例
4a	冷延まま	8	0.70	221	358	41	1.8	0	—	◎	本発明例
5a	溶融めき	16	1.40	306	453	34	1.8	0	—	◎	本発明例
5b	溶融めき	10	1.40	310	451	33	1.7	0	—	◎	本発明例
5c	溶融めき	5	1.40	380	501	27	1.3**	31.0**	絞り割れ	○	比較例
6a*	冷延まま	8	0.50	230	344	36	1.1**	58.0**	絞り割れ	×	比較例
7a*	溶融めき	83*	1.20	228	342	46	1.3**	35.0**	ピンホール 絞り割れ	×、△	比較例
7b*	溶融めき	13	1.20	231	338	47	1.3**	24.0**	絞り割れ	×	比較例
8a*	溶融めき	77*	1.60	398	520	27	1.2**	85.0**	ピンホール 絞り割れ	×、△	比較例
9a	電気めき	15	0.90	121	288	51	2.1	0	—	◎	本発明例
9b	電気めき	48*	0.90	123	290	51	2.1	4.2**	ピンホール	△	比較例
10a	溶融めき	13	0.65	133	296	49	2.0	0	—	◎	本発明例
10b	溶融めき	88*	0.65	131	298	50	2.0	4.5**	ピンホール	△	比較例
11a	冷延まま	10	0.45	118	277	51	2.3	0	—	◎	本発明例
11b	冷延まま	200*	0.45	125	280	49	2.3	3.0**	ピンホール	△	比較例
12a	溶融めき	7	0.65	133	308	50	2.2	0	—	◎	本発明例
12b	溶融めき	75*	0.65	132	305	51	2.3	2.5**	ピンホール	△	比較例
13a	冷延まま	3	0.90	134	308	48	1.9	0	—	◎	本発明例
13b	冷延まま	124*	0.90	138	305	49	2.0	1.7**	ピンホール	△	比較例

(注) * : 本発明の範囲外、** : 目標特性満足せず

区分: ◎ : 発明例、○ : 圧延条件不適合、△ : 製鋼条件不適合、× : 成分不適合

【0 0 6 6】

【発明の効果】

上記に詳述したように、本発明にかかる圧延鋼板およびそれにさらに表面処理を行った表面処理鋼板は、例えば電気モータのケースやオイルクリーナのケースなどの複雑強加工用途に供されても、介在物を起点としたピンホール欠陥やプレス割れなどが生じにくく、かかる効果を有する本発明の実用上の観点からの意義は極めて著しい。

【図面の簡単な説明】

【図 1】

スラグ中の (FeO + MnO) 組成割合とスラブから抽出したクラスター系介在物量

の関係を示すグラフである。

【図 2】

連続鋳造時のスループット量とスラブから抽出した球状介在物量の関係を示すグラフである。

【図 3】

RH真空脱ガス装置の概略説明図である。

【図 4】

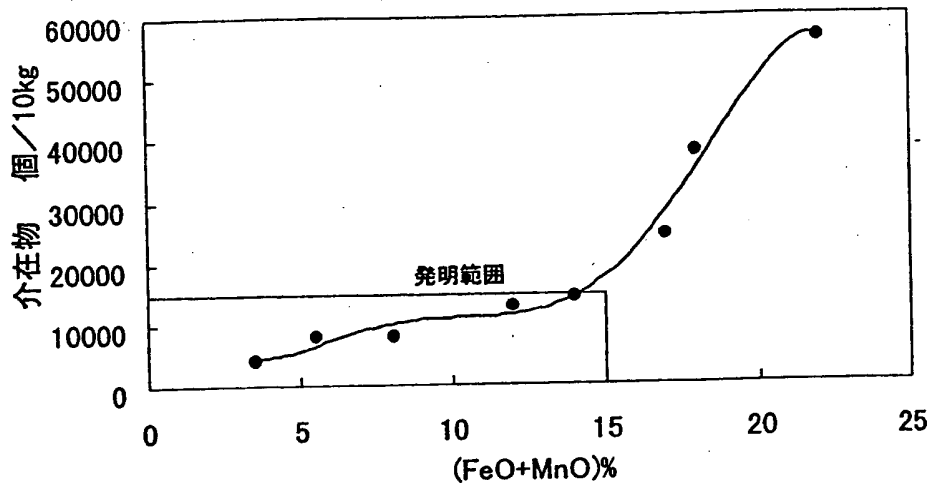
直胴型浸漬管を有する真空脱ガス装置の概略説明図である。

【図 5】

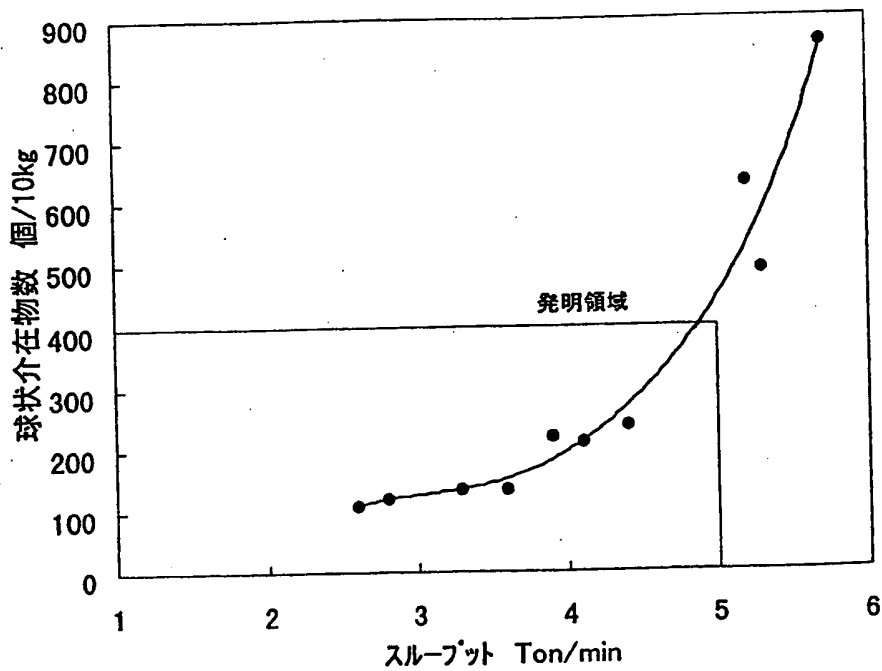
浸漬管径と取鍋径の比とスラブから抽出した介在物量の関係を示すグラフである。

【書類名】 図面

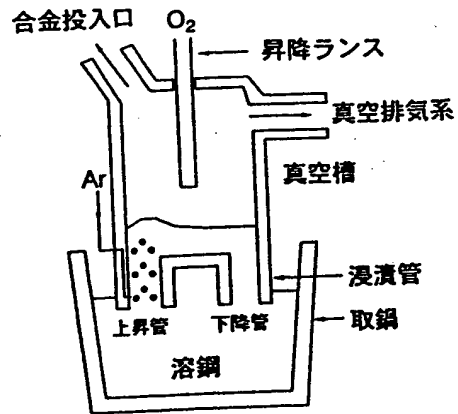
【図 1】



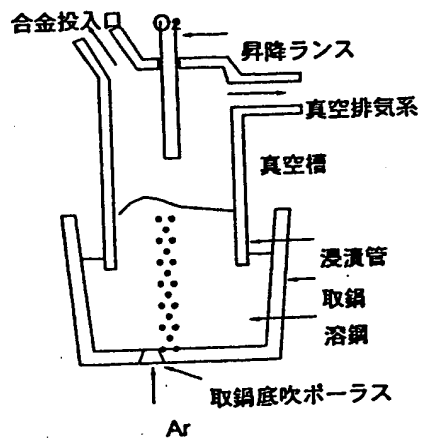
【図 2】



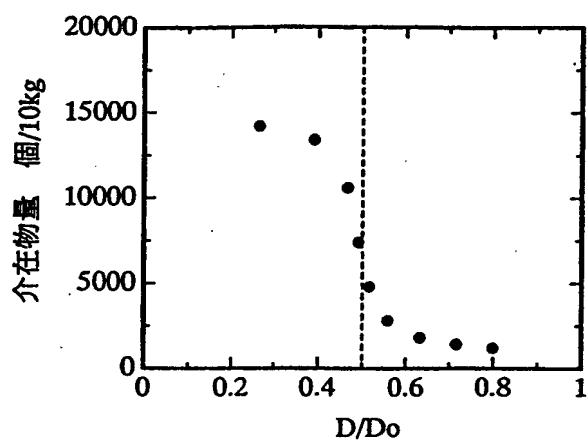
【図 3】



【図 4】



【図 5】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 C : 0.010 %以下の極低炭素鋼を電気モータのケースやオイルクリーナのケースなど複雑強加工用途に供しても、介在物を起点としたピンホール欠陥やプレス割れなどの成形不良の発生を抑制しうる板厚0.30mm以上の薄鋼板を提供する。

【解決手段】 C : 0.010 %以下、Si : 0.5 %以下、Mn : 1.5 %以下、P : 0.12%以下、S : 0.030 %以下、Ti : 0.10%以下、Al : 0.08%以下、N : 0.0080%以下を含む化学組成を有し、JIS G0555 に基づく、60視野における非金属介在物の観察総数を20個以下とする。

製造に当たっては、連続鋳造時の取鍋スラグ中の(FeO)+(MnO) を15%以下に制御し、加えて、鋳造時のスループット量を5Ton/分以下とする。

【選択図】 図 1

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2001-261501
受付番号	50101272469
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成13年 9月 4日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成13年 8月30日
【特許出願人】	
【識別番号】	000002118
【住所又は居所】	大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
【氏名又は名称】	住友金属工業株式会社
【代理人】	申請人
【識別番号】	100081352
【住所又は居所】	東京都中央区日本橋本町4丁目4番2号 東山ビル 広瀬内外特許事務所
【氏名又は名称】	広瀬 章一

特2001-261501

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [000002118]

1. 変更年月日 1990年 8月16日

[変更理由] 新規登録

住 所 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

氏 名 住友金属工業株式会社